

Approved For Release STAT  
2009/08/19 :  
CIA-RDP88-00904R000100120

Dec

Approved For Release  
2009/08/19 :  
CIA-RDP88-00904R000100120



Вторая Международная конференция  
Организации Объединенных Наций  
по применению атомной энергии  
в мирных целях

40/151  
A/CONF/15/1/2191/  
USSR  
ORIGINAL:RUSSIAN

Не подлежит оглашению до официального сообщения на Конференции

THE EFFECT OF THE STRUCTURE & PROPERTIES OF URANIUM  
ON ITS BEHAVIOR UNDER IRRADIATION

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ УРАНА  
НА ЕГО ПОВЕДЕНИЕ ПОД ОБЛУЧЕНИЕМ.

Авторы: - ЗАЙМОВСКИЙ А.С., СЕРГЕЕВ Г.Я., ТИТОВА В.В.,  
ЛЕВИТСКИЙ Б.М., СОКУРСКИЙ Ю.Н.<sup>х)</sup>

1. РОСТ ТЕКСТУРИРОВАННОГО УРАНА.

Увеличение длины и уменьшение диаметра текстурированных цилиндрических урановых образцов под облучением является одним из наиболее ярких проявлений действия нейтронного поля на поведение делящихся материалов. В советском докладе, представленном на Женевской конференции 1955 г. /1/, а также в работах английских /2/ и американских /3-5/ авторов эти эффекты были подробно описаны. В докладе Пейна и Киттела /3/ приведены количественные данные о влиянии величины зерна и степени деформации при холодной обработке на величину коэффициента радиационного роста  $G_i$ .

В экспериментах авторов данной статьи были получены значения  $G_i$  существенно большие, чем те, которые были сообщены Пейном и Киттелом. На рис. 1 приведены экспериментальные кривые изменения длины и диаметров цилиндрических образцов при выгорании 0,02%, а на рис. 2 - соответствующие значения  $G_i$  (при степенях деформации до 50% с последующей рекристаллизацией) для урана с мелким (30-40 микрон) и крупным (130-150 микрон) зерном. Измерения про-

х) В экспериментальной части работы принимали участие Ланин А.Г., Теплинская В.М., Захарова В.К., Проценко Л.Н., Голованова В.Н., Борисов К.А.

25 YEAR RE-REVIEW

изводились с помощью специально сконструированного дистанционного прибора. Данные являются средними для большого числа образцов.

Очевидно радиационный рост зависит не только от степени деформации и величины зерна после рекристаллизации, но и от химического состава урана, различного в опытах разных авторов.

## 2. ИСКАЖЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ НЕТЕКСТУРИРОВАННОГО УРАНА.

В многочисленных опубликованных статьях, описывающих явление искажения поверхности урана под облучением, не приводятся какие-либо количественные данные, характеризующие величину шероховатости, т.е. увеличение диаметра исследованных образцов. Авторы настоящей работы исследовали изменения диаметров цилиндрических образцов, подвергнутых различной термической обработке, после облучения в нейтронном поле.

На рис. 3 приведены кривые, иллюстрирующие рост диаметра как функцию величины выгорания для образцов с разной обработкой. Как видно из этих данных, литые образцы с крупным зерном показывают в 2-3 раза больший рост диаметра вследствие большей шероховатости, чем закаленные мелкозернистые образцы.

$\beta$ -закалка дает лучшие результаты, чем  $\gamma$ -закалка. Как показали металлографические исследования, это, по-видимому, связано с большей степенью квазиизотропии  $\beta$ -закаленного металла.

Путем регулирования химического состава урана и условий термической обработки величина радиационного искажения поверхности может быть изменена в широких пределах благодаря возможности изменения величины зерна (см. ниже).

## 3. ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УРАНА.

В докладе Пью /2/ на Женевской конференции 1955 г. указаны разные методы измельчения зерна урана. В этом докладе, в частности, сообщается, что для достижения необходимого эффекта закалки содержание железа, кремния или алюминия в уране должно составлять около 0,05%. Однако эти данные носят качественный характер, по-

сколько влияние отдельных элементов не показано.

Дувец /6/, исследовавший положение критических точек чистого урана как функцию скорости охлаждения, не осветил влияния примесей на положение критических точек при закалке.

В настоящей работе было исследовано влияние скорости охлаждения и содержания железа, кремния и алюминия на положение критической точки  $\beta \rightarrow \alpha$  - превращения; результаты этих исследований приведены на рис. 4. Исследование производилось на специально сконструированном вакуумном емкостном dilatометре с устройством для одновременной записи термической и dilatометрической кривых при высоких скоростях охлаждения.

Критическая точка  $\beta \rightarrow \alpha$  - превращения исходного нелегированного урана при скорости охлаждения  $200^\circ/\text{сек.}$  снижается до  $600^\circ$  и при больших скоростях охлаждения остается на этом уровне, что согласуется с данными Дувец. Железо, кремний и, в меньшей степени, алюминий вызывают прогрессивное понижение критической точки  $\beta \rightarrow \alpha$  с увеличением содержания указанных элементов. Так, при 0,05 вес. % кремния и скорости охлаждения  $400^\circ/\text{сек.}$  критическая точка  $\beta \rightarrow \alpha$  снижается до  $530^\circ$ . Снижение критических точек при охлаждении и является, очевидно, одной из причин, образования мелкозернистой дезориентированной структуры  $\alpha$ -фазы при закалке.

На рис. 5 приведены графики, характеризующие изменение величины зерна урана в зависимости от содержания железа, кремния и алюминия при закалке со скоростью охлаждения порядка  $100^\circ/\text{сек.}$  Из этих кривых видно, что уже при 0,02-0,03 вес. % железа или кремния и 0,05 вес. % алюминия достигается предельное при данной скорости охлаждения измельчение зерна.

На рис. 6 показано, что твердость и прочность закаленного урана растут с увеличением содержания железа, кремния и алюминия. Существенно отметить, что в отличие от резко затухающей кривой, отражающей измельчение зерна, твердость и прочность с повышением содержания указанных элементов в закаленном уране растут непрерывно, за исключением кривой прочности для сплавов с железом. Очевидно рост прочностных характеристик определяется не только величиной зерна, но также и упрочнением как самого тела зерен,

так и их границ.

Как было установлено авторами методом рентгенографического анализа, при содержании железа 0,10–0,15% закалка урана в ледяную воду приводит к частичной или полной фиксации  $\beta$ -фазы.

Структура такого металла характеризуется игольчатыми выделениями

$\alpha$ -фазы из  $\beta$ -фазы /рис.7а/.

В процессе вылеживания при комнатной температуре в течение месяца  $\beta$ -фаза практически полностью распадается. Таким образом, устойчивость переохлажденной при закалке урана с 0,15% железа  $\beta$ -фазы значительно ниже, чем  $\beta$ -фазы в сплавах урана с хромом /по данным *D.W. White* /6/ /.

Однако микроскопическое исследование образцов после завершения распада  $\beta$ -фазы показывает, что первичные иглы  $\alpha$ -фазы остаются видимыми. (Рис.7б). Это свидетельствует о неравномерности распределения железа в закаленном металле.

Отмеченное неоднородное распределение железа подтверждается данными рентгенографического исследования расширения дифракционных линий  $\alpha$ -фазы закаленного урана, содержащего до 0,15% железа (рис.8). В случае, когда содержание железа недостаточно для фиксации  $\beta$ -фазы после закалки (менее 0,1%), расширение линий наблюдается непосредственно после закалки и возрастает с увеличением содержания железа. В сплаве с 0,15% железа после закалки расширение линий незначительно, но возрастает по мере распада  $\beta$ -фазы в процессе вылеживания.

В сплавах с 0,1–0,15% железа кроме расширения линий наблюдалось их незначительное расщепление на два максимума, заметных на линиях с большими углами отражения (рис.8а). Анализ зависимости величины расширения линий от угла отражения показал, что оно может быть связано с неоднородностью состава металла или с микронапряжениями. Поскольку отжиг при 630° в течение часа, достаточный для снятия напряжений, привел лишь к частичному уменьшению расширения линий, расщепление линий и в существенной степени их расширение следует объяснить неоднородностью состава  $\alpha$ -фазы.

Неоднородность в распределении примесей, в том числе и железа, может возникнуть при обработках, предшествующих закалке. В частности было показано, что при отжиге сплава урана с 0,15% железа в  $\gamma$ -области с последующим медленным охлаждением происхо-

дит сегрегация примесей. Примеси в основном выделяются в виде сетки, не связанной с границами  $\alpha$ -зерен. Вероятно она образуется по границам растущих зерен  $\beta$ -фазы в процессе охлаждения сплава (рис.9).

Полученные данные представляют интерес как с точки зрения теории термической обработки урана, так и с практической точки зрения, поскольку локальное повышение содержания железа может привести к фиксации  $\beta$ -фазы при закалке и, следовательно, к охрупчиванию металла.

#### 4. ПОЛЗУЧЕСТЬ УРАНА ПОД ОБЛУЧЕНИЕМ.

В настоящем разделе доклада приводятся данные советских авторов о ползучести урана под облучением. Большая часть этих данных была получена до 1954 года. Обнаруженное впервые советскими учеными чрезвычайно большое ускорение ползучести под облучением в 50-100 раз (на 1,5-2 порядка) было сообщено в докладе С.Т. Конобеевского, Н.Ф. Прѣвдюка и В.И. Кутайцева на Женевской конференции 1955 г. /1/.

Слѣдует указать, что английские авторы Робертс и Коттрелл /8-9/, Роуз /10/, а также автор заметки в журнале *Engineering* /11/ не отметили этого факта. Робертс и Коттрелл пишут о советской работе, но вместо указанного С.Т. Конобеевским и др. резкого ускорения ползучести на 1,5-2 порядка, т.е. в 50-100 раз, ошибочно говорят об ускорении ползучести только в 1,5-2 раза, что соизмеримо с разбросом значений при определении этой характеристики.

Таким образом, эффект резкого ускорения ползучести урана под облучением, в том числе и при очень малых нагрузках, был впервые открыт советскими учеными.

##### а) Методика исследования ползучести под облучением.

Для испытания образцов на ползучесть в нейтронном поле был применен специально сконструированный аппарат, вводившийся непосредственно в активную зону теплового реактора с графитовым замедлителем. Нагружение образца производилось пневматически, а

деформация образца измерялась с помощью высокочувствительного электро-индукционного датчика с мостовой схемой. Температура измерялась термисторами медь-константан с автоматической записью на потенциометре. Испытания проводились при температуре реактора. Иногда применялся подогрев образца специальной спиралью. Опыты проводились в атмосфере очищенного гелия.

Исследования ползучести образцов без облучения проводились в точно таких же тубусах, но вне реактора.

На рис. 10 схематически изображен тубус прибора, в котором производились испытания на ползучесть. Измерения нагрузок, деформаций, температуры, регулирование давления газа и т.д. производились дистанционно.

Испытания были проведены в потоке тепловых нейтронов, равном  $6 \cdot 10^{12} \text{ н/см}^2 \cdot \text{сек.}$

#### б) Образцы для испытаний.

Ползучесть под облучением и без облучения изучалась на образцах в следующих состояниях:

- 1 - литой уран;
- 2 - уран, отожженный в  $\beta$ -фазе;
- 3 - уран, закаленный из  $\beta$ -фазы;
- 4 - уран, закаленный из  $\gamma$ -фазы;
- 5 - уран, прокатанный в области  $\alpha$ -фазы;
- 6 - уран, прокатанный в области  $\alpha$ -фазы и рекристаллизованный.

Образцы представляли собой прутки диаметром 2 мм и длиной 70 мм.

#### в) Результаты испытаний.

На рис. 11, 12 и 13 изображены кривые "деформация-время" для образцов из урана в различных состояниях и при различных напряжениях и температурах, а на рис. 14 аналогичные кривые, полученные без облучения.

Из приведенных данных видно:

1. Период неустановившейся ползучести для образцов под облучением составляет 10-30 часов, в то время как без облучения этот период составляет 200-400 часов.

2. Скорость ползучести образцов с дезориентированной структурой примерно в 50 раз больше, чем скорость ползучести таких же образцов без облучения. Без облучения скорость ползучести мелкозернистого закаленного металла в 5-10 раз меньше, чем скорость ползучести крупнозернистого литого металла. Под облучением величина этого соотношения понижается до 1,5-3, т.е. различие сглаживается.

3. Ускорение ползучести под облучением в 50-100 раз проявляется как при малых напряжениях порядка 0,2-0,5 кг/мм<sup>2</sup>, так и при напряжениях до 15 кг/мм<sup>2</sup> (рис. 12, 13).

4. Скорость ползучести прокатанного со степенью деформации 50% и затем отожженного в  $\alpha$ -фазе урана, за вычетом скорости радиационного роста для этих образцов, в 50 раз больше скорости ползучести такого материала без облучения (рис. 11).

Экспериментально определенные значения скорости ползучести при малых нагрузках подтверждаются экспериментами Робертса и Коттрелла, проведенными на проволочных спиралях из урана. Однако в отличие от данных этих авторов, резкое ускорение ползучести нами наблюдалось не по прошествии времени  $t_m$  (по концепции Коттрелла), а практически сразу же после приложения нагрузки. Это различие может быть обусловлено как различием методики экспериментов, условий опыта (температура, величина нейтронного поля), так и различием в исходном состоянии и форме образцов.

Высокая скорость ползучести текстурированного в  $\alpha$ -фазе урана (рис. 11), превосходящая в 50 раз скорость ползучести без облучения даже после вычитания скорости радиационного роста, является с точки зрения концепции Коттрелла на первый взгляд неожиданной, однако такой результат может быть объяснен тем, что при деформации, равной 50%, ориентировку [010] имеет сравнительно небольшая часть зерен. Поэтому взаимодействие зерен с различной ориентировкой вполне достаточно, чтобы обусловить ускоренную ползучесть под облучением.

Прямая связь скорости ползучести урана, имеющего дезориентированную структуру, со скоростью выгорания показана на рис. 15, построенном на основании результатов настоящей работы для закаленного урана с дезориентированной структурой. Таким образом теоретическая концепция Коттрелла, связывающая ползучесть с коэф-



Таблица I.

Механические свойства урана, полученные при испытаниях  
под облучением и без облучения.

№№ пп	Условия испытания	Температура образца (°C)	Продолжи- тельность испытания (мин.)	Предел прочности $\sigma_{0.2}$ кг/мм <sup>2</sup>	Относи- тельное удлинение $\delta$ %
1	2	3	4	5	6
1.	Без облуче- ния	20	8	46,2	7,7
2.	- " -	20	10	48,0	9,5
			Ср.	47,1	8,6
3.	Без облуче- ния	153	29	27,3	12,8
4.	- " -	150	28	27,3	8,9
			Ср.	27,3	10,8
5.	Без облуче- ния	200	56	20,7	5,0
6.	- " -	200	55	21,8	6,9
7.	- " -	200	55	20,4	6,8
			Ср.	20,9	6,2
8.	Под облуче- нием.	150	27	35,6	9,0
9.	$h\nu = 1,5 \cdot 10^{13}$ н/см <sup>2</sup> .сек.	150	25	31,8	8,4
			Ср.	33,7	8,7
10.	Под облуче- нием $h\nu =$ $1,5 \cdot 10^{13}$	200	56	20,4	6,3
11.	н/см <sup>2</sup> .сек.	200	56	30,6	4,9
			Ср.	25,5	5,6

фициентом радиационного роста, подтверждается.

##### 5. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УРАНА, ОПРЕДЕЛЕННЫЕ В ПРОЦЕССЕ ЕГО ОБЛУЧЕНИЯ.

Вопрос о механических свойствах урана во время облучения имеет чрезвычайно большое практическое значение в связи с действием термических напряжений на атомное горючее в процессе его использования.

В опубликованных до настоящего времени работах /1,3,12/ приводятся данные о свойствах урана при комнатных и повышенных температурах после действия облучения, но не во время облучения. В настоящем разделе приводятся некоторые результаты исследования механических свойств урана непосредственно в нейтронном поле атомного реактора.

Испытания образцов производились в приборе, конструкция которого была подобна конструкции прибора, применявшегося при исследовании ползучести под облучением, с той лишь разницей, что диапазон измеряемых деформаций был расширен до 20 мм. Нагружение до разрыва производилось с постоянной скоростью. Образцы представляли собой прутки диаметром 2 мм и длиной 70 мм. Суммарное время пребывания образцов в реакторе и их испытания на разрыв было 30-60 минут. Результаты этих исследований приведены на рис. 16 и в таблице I.

Эти данные показывают, что даже при кратковременном пребывании в нейтронном поле /до 1 часа/ несколько снижается относительное удлинение урана и заметно повышается предел прочности.

# Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Конобеевский С.Т., Правчук Н.Ф., Кутайцев В.И.  
"Влияние облучения на структуру и свойства дегазированных материалов".  
Доклады, представленные СССР на Международную конференцию по мир-  
ному использованию атомной энергии. Изд. АН СССР (1955)
- 2.<sup>x</sup>) Pugh S.F., "Damage Occuring in Uranium during Burnup".  
Paper N443.
- 3.<sup>x</sup>) Paine S.H. and Kittel I.H., "Irradiation Effects in  
Uranium and its Alloys". Paper N745.
- 4.<sup>x</sup>) Foot Frank G., "Physical Metallurgy of Uranium".  
Paper N555.
- 5.<sup>x</sup>) Howe I.P., "Metallurgy of Reactor Fuel". Paper N825.
6. Duwez R., "The Effect of the Rate of Cooling on the Allo-  
tropic Transformation Temperatures of Uranium". Journ. Appl. Phys.,  
24, (2) 152 (1953).
7. White D.W., "Transformation Kinetics in Uranium-Chromium  
Alloys". Journ. of Met., 7, (11) 1221 (1955).
8. Cottrell A.H., "Effects of Neutron Irradiation on Metals  
and Alloys", Met. Rev., 1, 479 (1956).
9. Roberts A.C. and Cottrell A.H., "Creep of Alpha Uranium  
during Irradiation with Neutrons", Phil. Mag. 1, (8) 711 (1956).
10. Rose H.C., Member M.Sc. "A Compressive Creep Test of  
Alpha - Uranium under Neutron Irradiation". Journ. Inst. of Met.,  
86, (3), 122 (1957).
11. Atomic Review Enginnering, 183, (4750), 380 (1957).
12. Hueschen R.E., Kemper R.S., and Kelly W.S., 2nd Nucl.  
Eng. Sci. Con. (1957) 57 - N.E.S.C. - 13.

---

x) Материалы Международной Конференции 1955 года по мирно-  
му использованию атомной энергии.

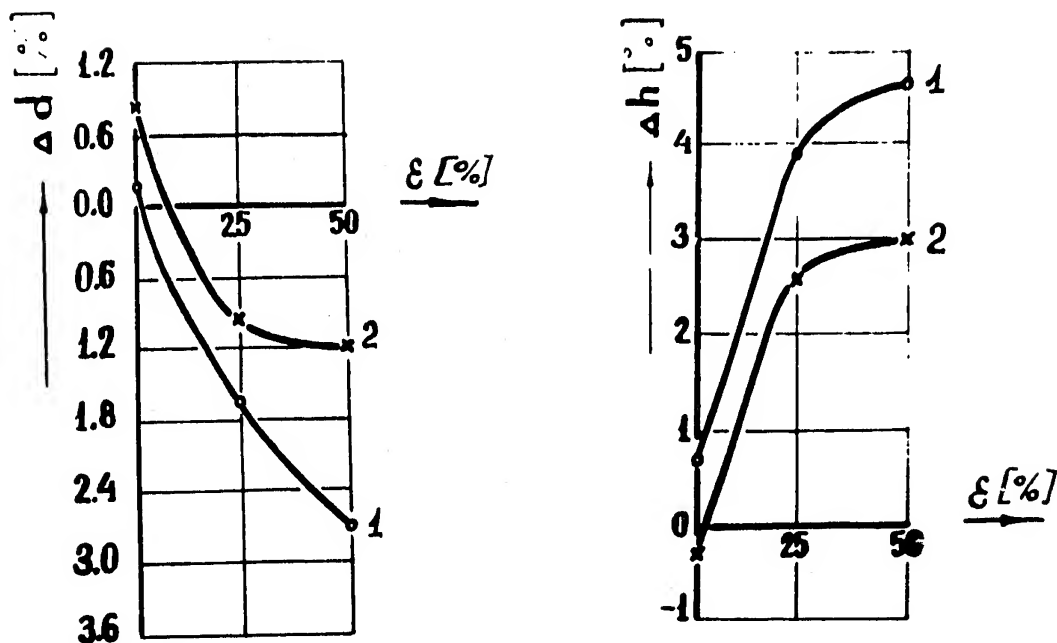


Рис.1. Изменение высоты ( $\Delta h$ ) и диаметра ( $\Delta d$ ) текстурированных цилиндрических образцов из урана в зависимости от степени деформации ( $\epsilon$ )  $\alpha$ -области и величины зерна. Температура прокатки  $500^\circ$ . Выгорание - 0.02%.

- 1 - мелкое зерно
- 2 - крупное зерно

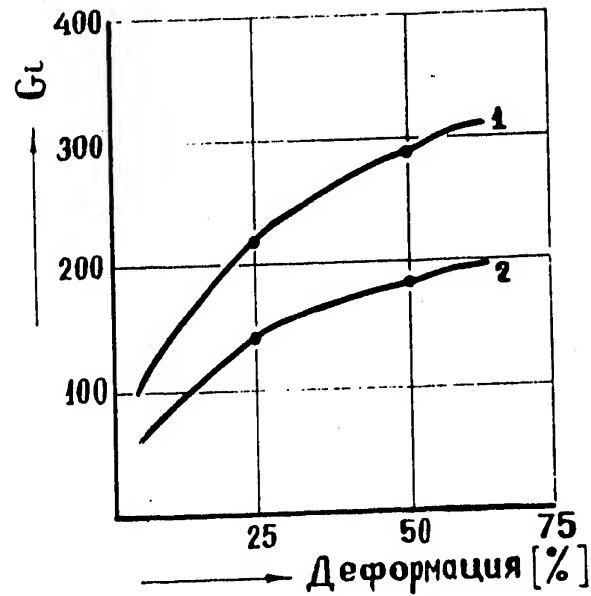


Рис.2. Зависимость коэффициента роста ( $G_i$ ) текстурированного урана от степени деформации в  $\alpha$ -области для металла с мелким (1) и крупным (2) зерном. Температура прокатки  $500^{\circ}\text{C}$ . Выгорание - 0,02%.

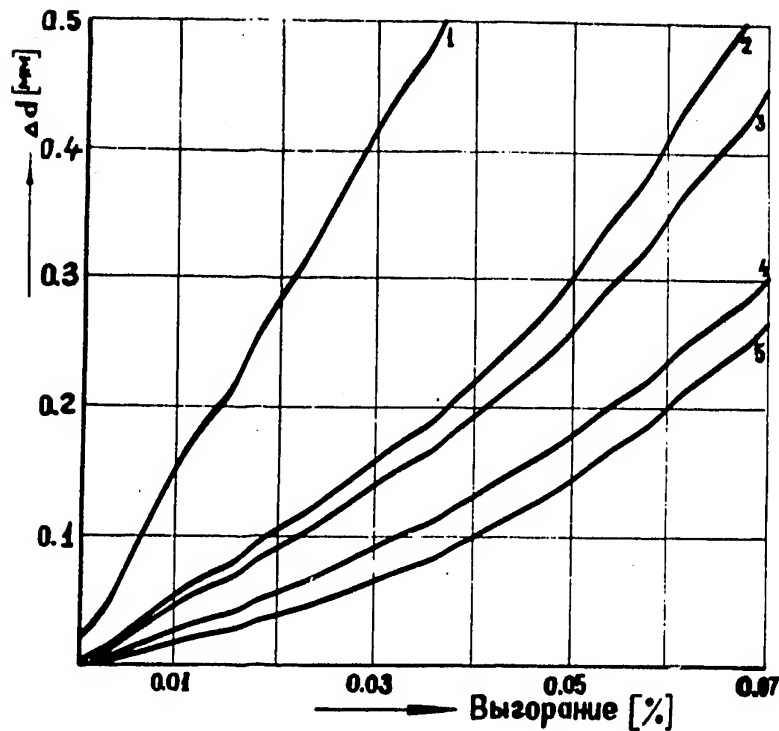


Рис.3. Изменение диаметра ( $\Delta d$ ) образцов из не-  
текстурированного урана с дезориентирован-  
ной структурой в зависимости от термической  
обработки и выгорания.

- 1 — литой уран;  
 2 — уран, закаленный из  $\gamma$ -фазы в воду;  
 3 — — — — — — — — — — из  $\gamma$ -фазы в масло;  
 4 — — — — — — — — — — из  $\beta$ -фазы в воду;  
 5 — — — — — — — — — — из  $\beta$ -фазы в масло.

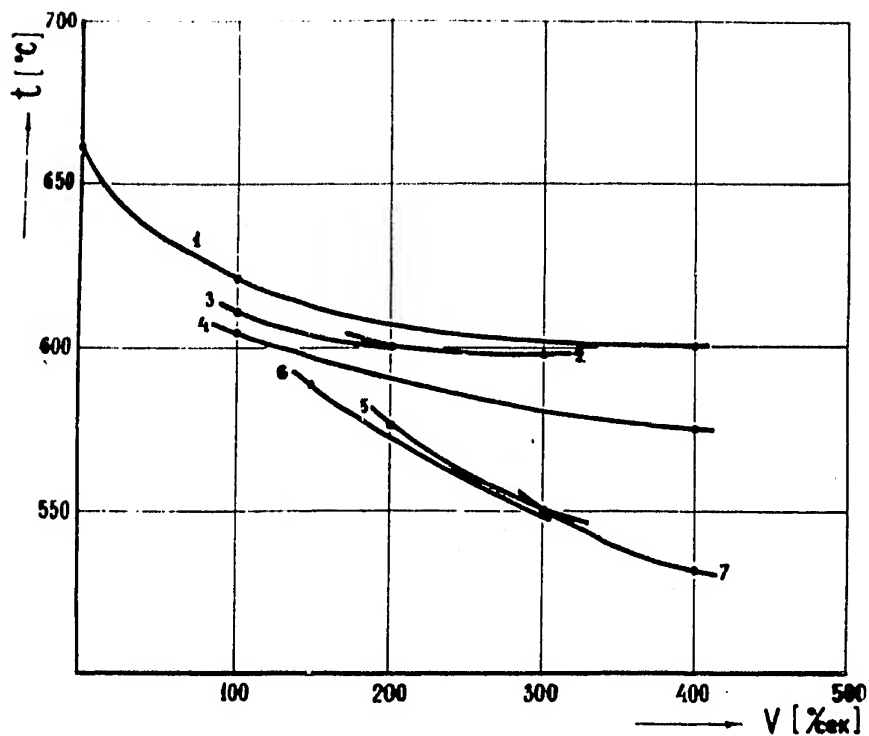


Рис.4. Влияние содержания железа, кремния и алюминия в уране и скорости охлаждения на положение критической точки  $\beta-\alpha$ -превращения.

- 1-исходный уран ( $Fe - 0,007\%$ ,  $Si - 0,003\%$ ,  $Al - 0,02\%$ );  
 2-уран с  $0,05\%$   $Al$  (сод.  $Fe$  и  $Si$ , как в (1));  
 3-уран с  $0,02\%$   $Fe$  (сод.  $Al$  и  $Si$ , как в (1));  
 4-уран с  $0,035\%$   $Fe$  (сод.  $Al$  и  $Si$ , как в (1));  
 5-уран с  $0,05\%$   $Fe$  (сод.  $Al$  и  $Si$ , как в (1));  
 6-уран с  $0,035\%$   $Si$  (сод.  $Fe$  и  $Al$ , как в (1));  
 7-уран с  $0,05\%$   $Si$  (сод.  $Fe$  и  $Al$ , как в (1));

2191

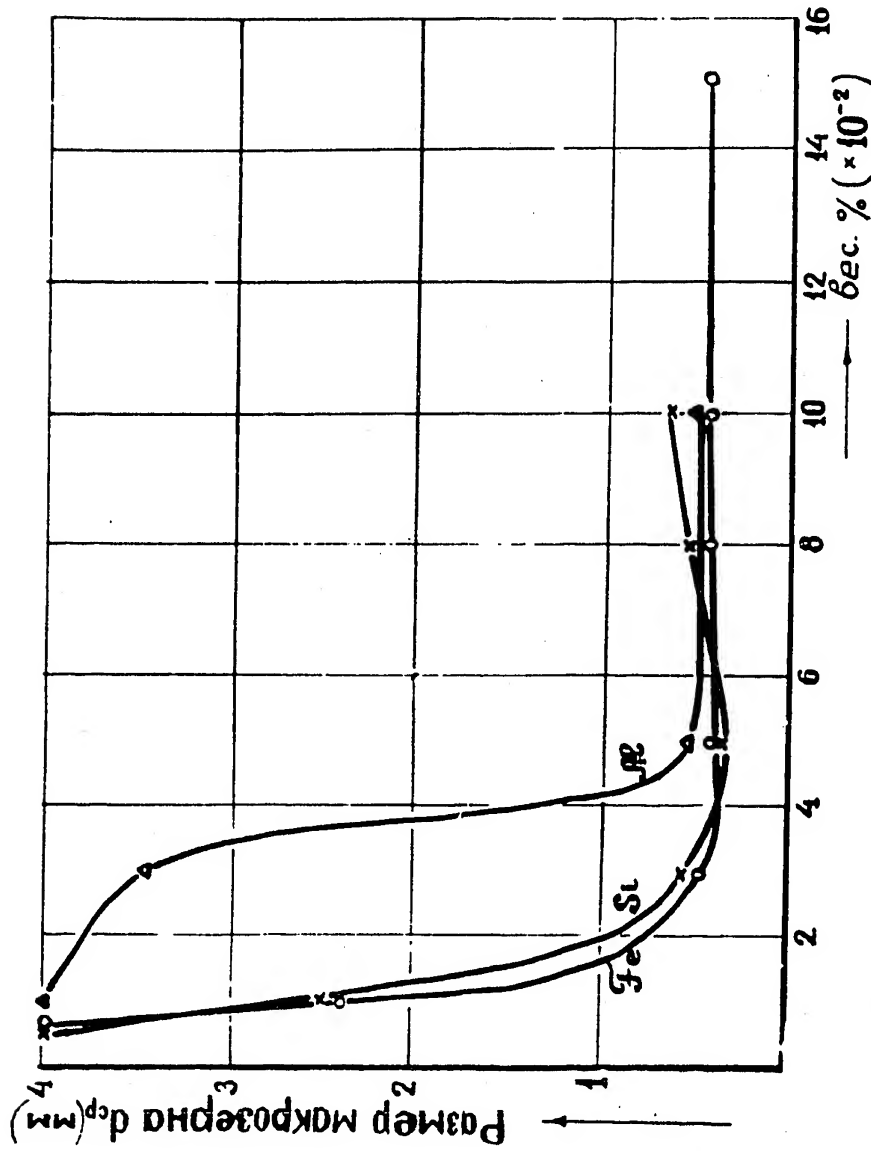
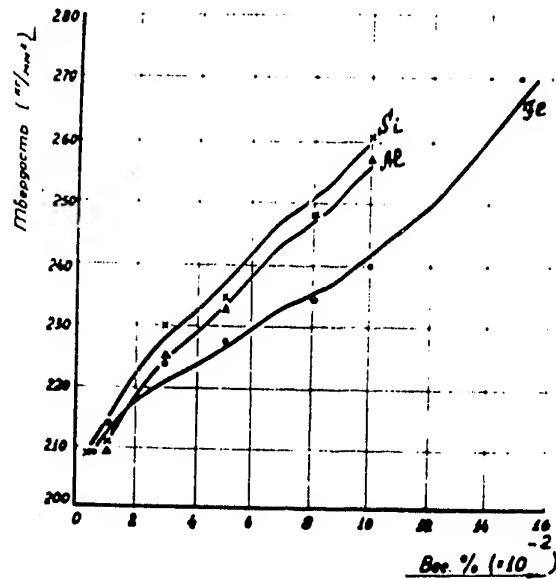


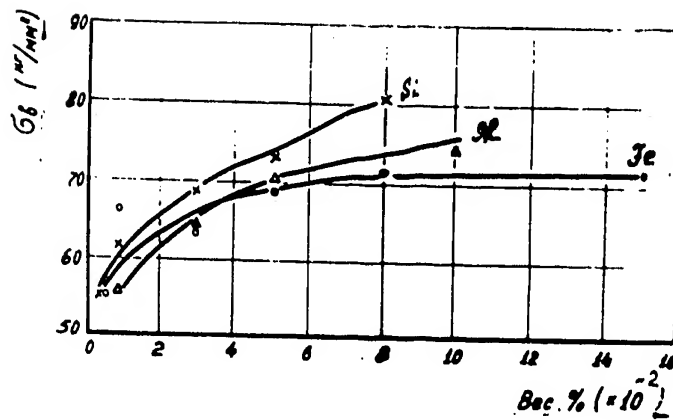
Рис.5. Влияние содержания железа, кремния и алюминия в уране на величину макрокристаллов.



а



б



в

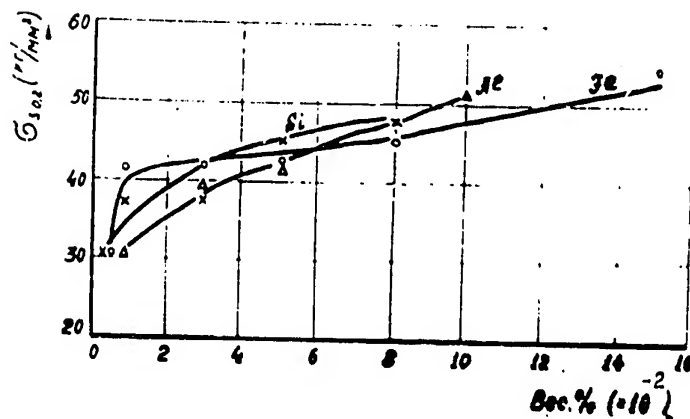


Рис 6. Влияние содержания железа, кремния и алюминия в уране на твердость (а), предел прочности (б) и предел текучести (в). Температура испытания 20°C.

а



x500

б



x500

Рис.7. Микроструктура сплава с 0,15 вес. % железа после закалки из  $\gamma$ -фазы в ледяную воду (а) и после вылеживания закаленного сплава при комнатной температуре в течение одного месяца (б).

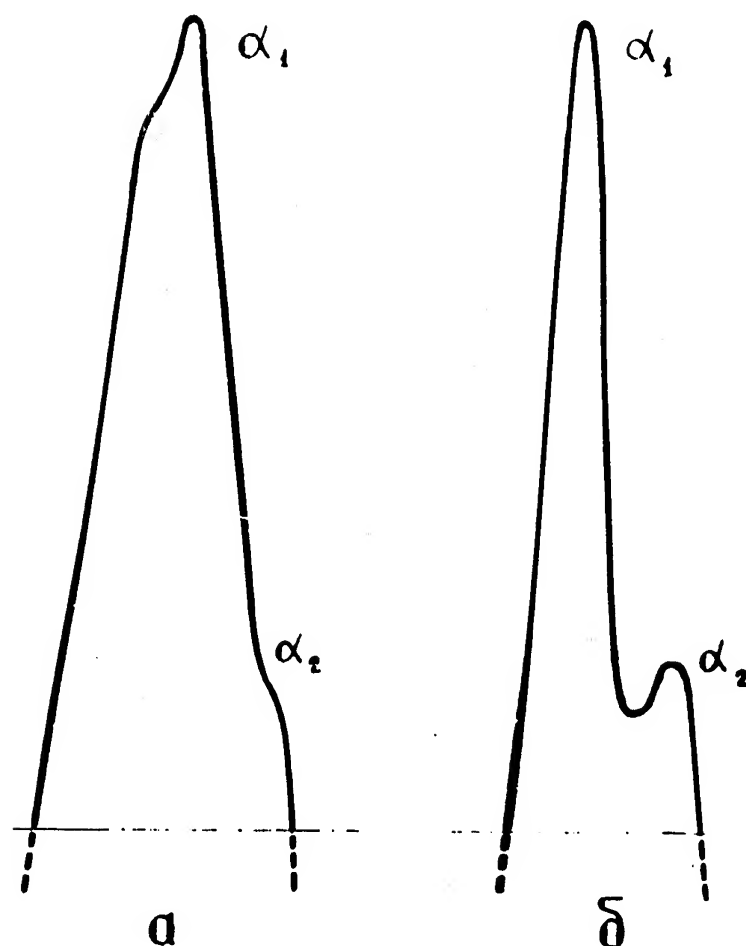


Рис.8. Фотометрические кривые дифракционных линий (152)  $\alpha$ -фазы сплава с 0.1% железа после закалки из  $\gamma$ -фазы в ледяную воду (а) и после отжига при 950°C в течение 3-х часов (б).



x500

Рис.9. Микроструктура сплава с 0.15 вес.% железа после отжига при  $850^{\circ}\text{C}$  в течение 1 часа и медленного охлаждения с печью.

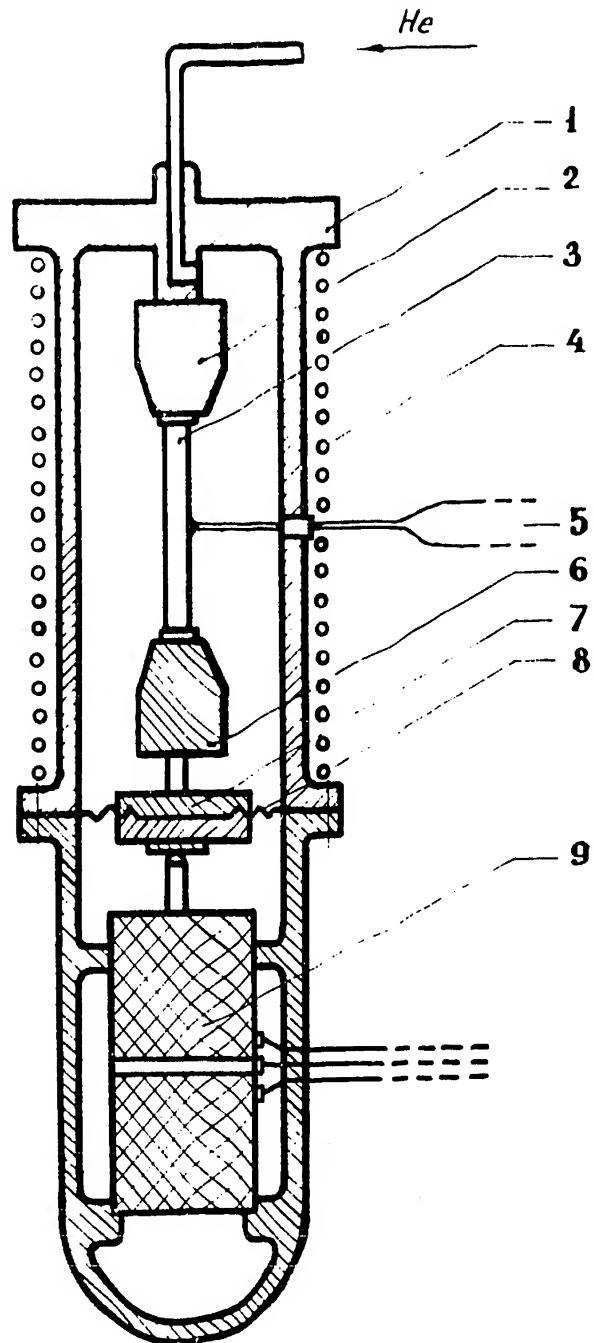


Рис.10. Схема тубуса прибора для исследования ползучести урана под облучением.

- |                    |                       |
|--------------------|-----------------------|
| 1 - корпус         | 6 - нижний захват     |
| 2 - верхний захват | 7 - подвижный поршень |
| 3 - образец        | 8 - мембрана          |
| 4 - нагреватель    | 9 - электро-индук-    |
| 5 - термопара      | ционный датчик        |

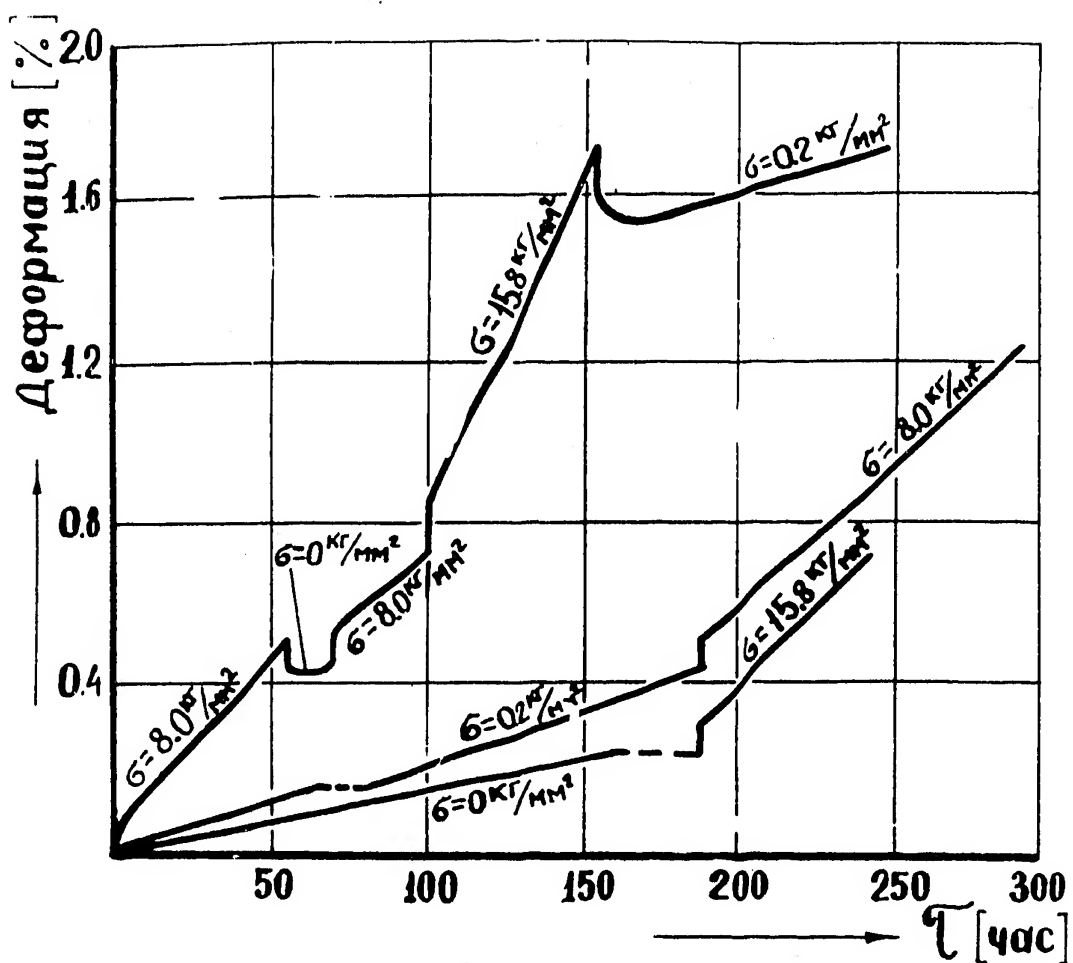


Рис. 11. Ползучесть текстурированного урана под облучением ( $n\nu = 6 \cdot 10^{12}$  н/см<sup>2</sup>.сек; температура испытания 220°C). Выключение реактора в процессе испытания отмечено на графике пунктиром.

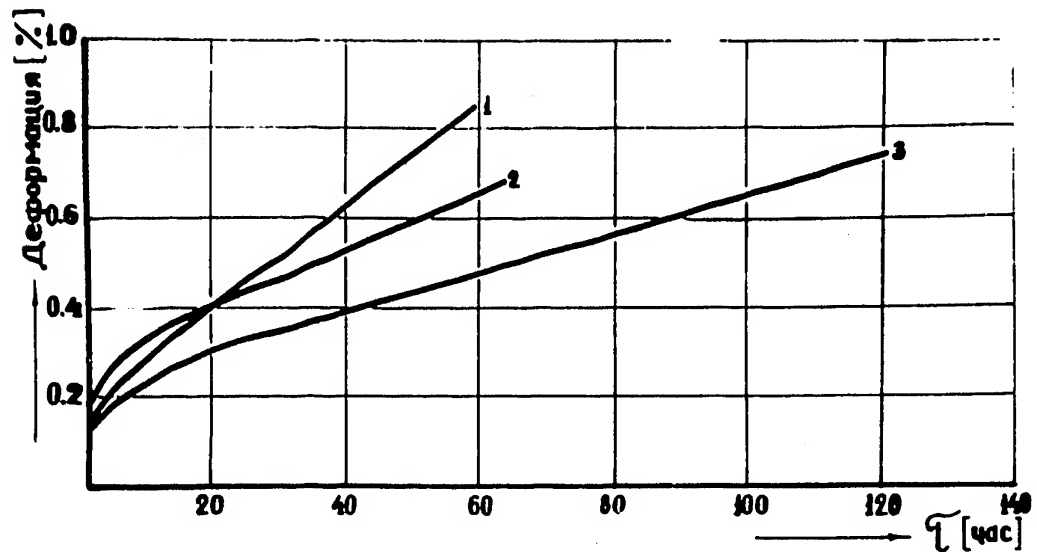


Рис.12. Ползучесть урана в зависимости от термической обработки. ( $n\nu = 6 \cdot 10^{12}$  н/см<sup>2</sup>.сек.  $T=220^{\circ}\text{C}$  ;  $\sigma = 15$  кг/мм<sup>2</sup>)

- 1 - уран незакаленный;
- 2 - уран, закаленный из  $\beta$ -фазы в воду;
- 3 - уран, закаленный из  $\gamma$ -фазы в воду.

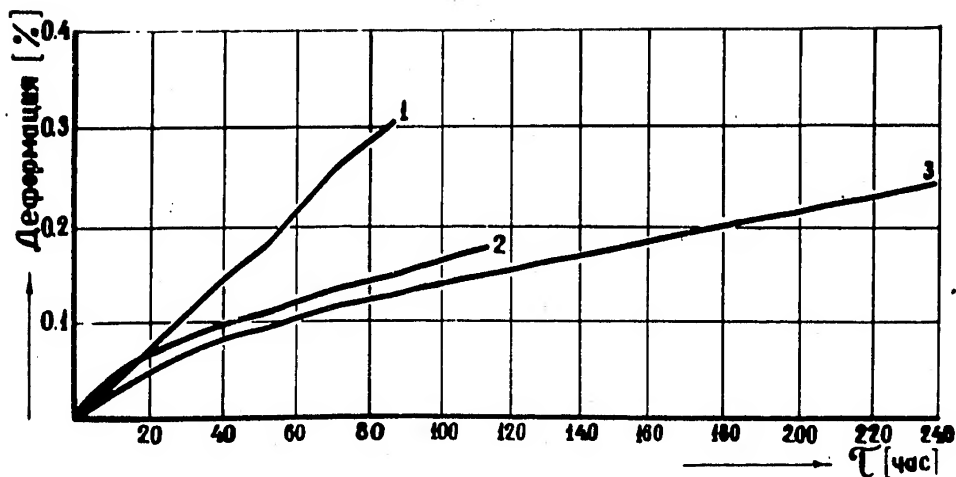


Рис.13. Ползучесть урана в различных состояниях под облучением. ( $n\nu = 6 \cdot 10^{12}$  н/см<sup>2</sup>.сек;  $T = 280^\circ$ ;  $\sigma = 0.2$  кг/мм<sup>2</sup>)

1 - уран, прокатанный при  $500^\circ\text{C}$  со степенью деформации 60%;

2 - уран, закаленный из  $\gamma$ -фазы в воду;

3 - уран, отожженный в  $\beta$ -фазе.



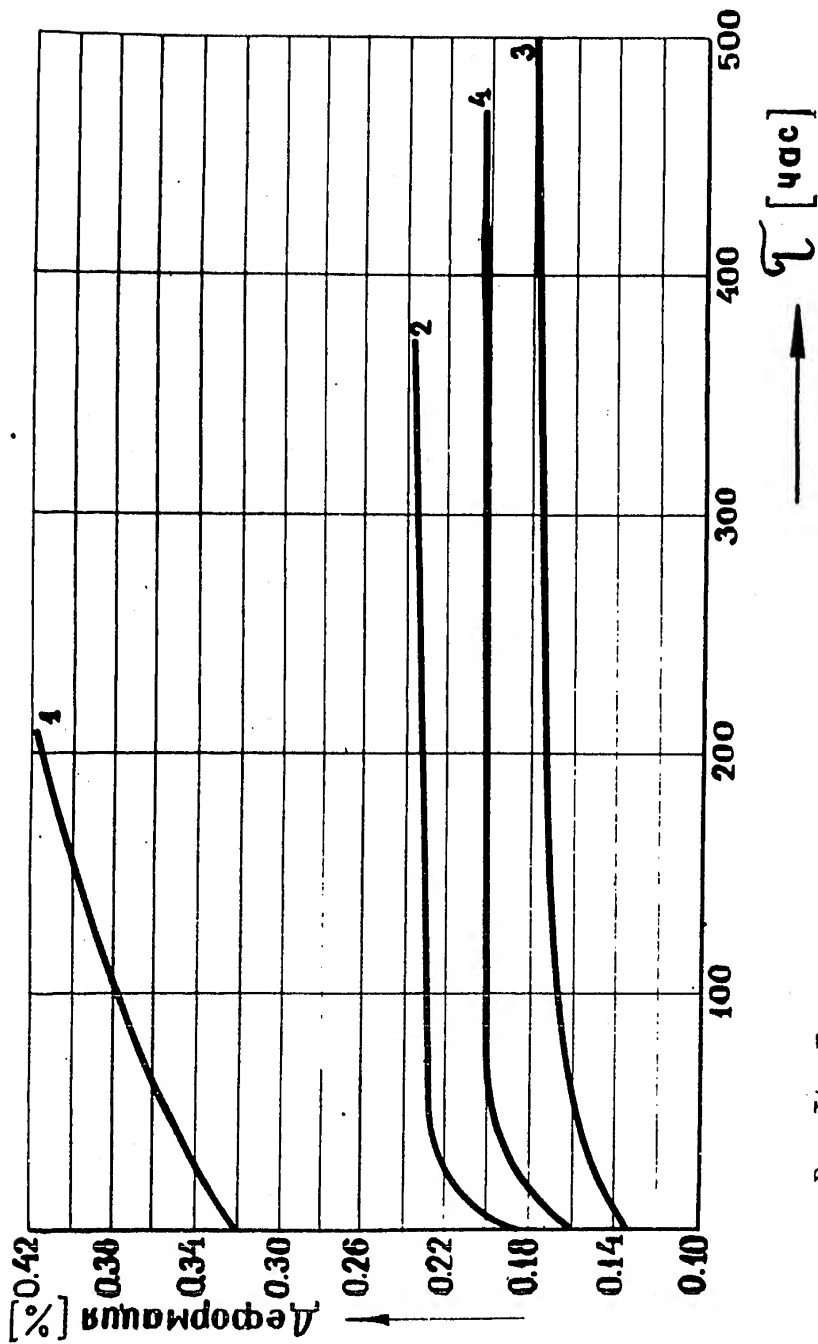


Рис.14. Ползучесть урана в различных состояниях без облучения.  
( $T=200^{\circ}\text{C}$ ,  $\sigma = 15 \text{ кг/мм}^2$ )

- 1 - уран незакаленный;
- 2 - уран, закаленный из ж-фазы в воду;
- 3 - уран, закаленный из ж-фазы в воду;
- 4 - уран, прокатанный при  $500^{\circ}\text{C}$  со степенью деформации 50%.

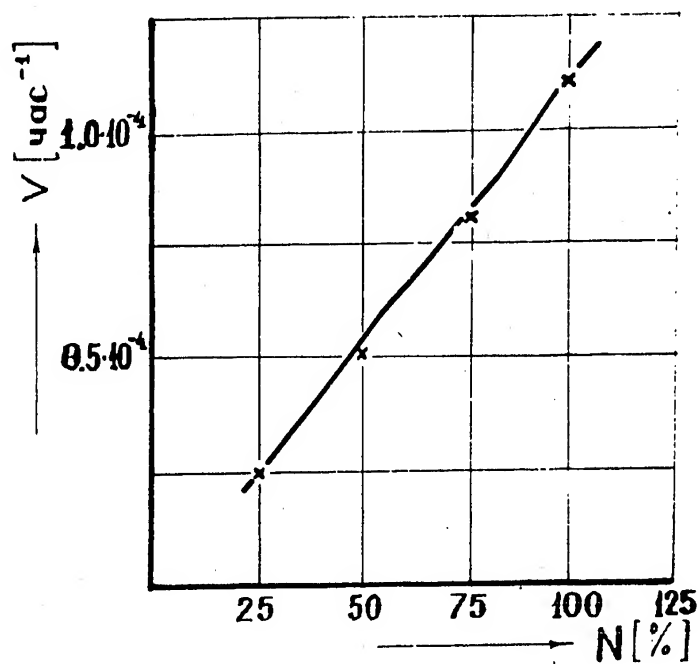


Рис.15. Зависимость скорости ползучести литого урана ( $V$ ) от относительной величины нейтронного потока ( $N$ ).

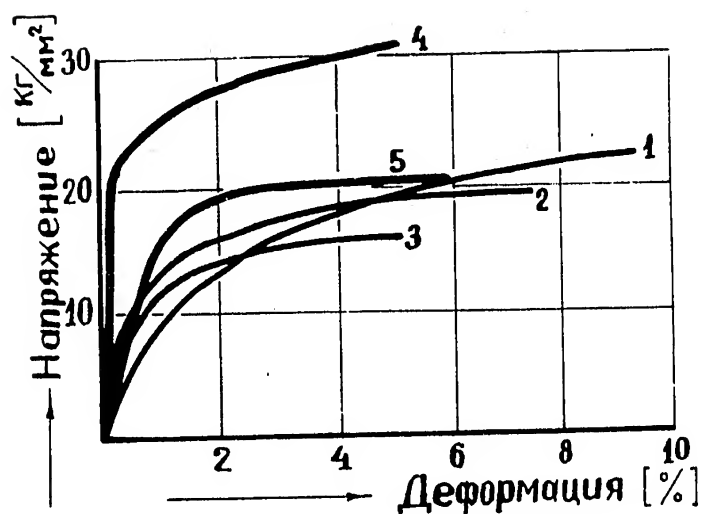


Рис.16. Кривые "напряжение - деформация", полученные при исследовании урановых образцов без облучения (1,2,3) и под облучением (4,5). ( $n\nu = 6 \cdot 10^{12}$  н/см<sup>2</sup>сек,  $T = 220^\circ\text{C}$ ).